

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning documents *will not* correct images,
Please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-223221

(43)Date of publication of application : 17.08.1999

(51)Int.Cl.

F16C 33/62

F16C 33/32

(21)Application number : 10-107102

(71)Applicant : NIPPON SEIKO KK

(22)Date of filing : 03.04.1998

(72)Inventor : UEDA KOJI
OHORI MANABU

(30)Priority

Priority number : 09188898
09345718

Priority date : 01.07.1997
02.12.1997

Priority country : JP
JP

(54) ROLLING BEARING

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a rolling bearing excellent in corrosion resistance and toughness and also excellent in high speed rotational performance.

SOLUTION: At least inner ring in a bearing ring is formed of titanium alloy, and also a rolling body is formed of ceramics. At least either of the inner ring or an outer ring composing the bearing ring is formed of β -titanium alloy, and the cold working rate of the β -titanium alloy is set to 20% or more or 5-20%, and also shot peening treatment is applied to the β -titanium alloy after cold working. Or, surface hardness Hv is set to 600 or more, and the residual β -phase in the β -titanium alloy is set to 30-80% at a volume ratio.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2000 Japan Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-223221

(43) 公開日 平成11年(1999) 8月17日

(51) Int.Cl.⁸

F 1 6 C 33/62

33/32

識別記号

F I

F 1 6 C 33/62

33/32

審査請求 未請求 請求項の数 1 F D (全 22 頁)

(21) 出願番号 特願平10-107102

(22) 出願日 平成10年(1998) 4月 3 日

(31) 優先権主張番号 特願平9-188898

(32) 優先日 平 9 (1997) 7 月 1 日

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(31) 優先権主張番号 特願平9-345718

(32) 優先日 平 9 (1997) 12 月 2 日

(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000004204

日本精工株式会社

東京都品川区大崎 1 丁目 6 番 3 号

(72) 発明者 植田 光司

神奈川県藤沢市鶴沼神明一丁目 5 番 50 号

日本精工株式会社内

(72) 発明者 大堀 學

神奈川県藤沢市鶴沼神明一丁目 5 番 50 号

日本精工株式会社内

(74) 代理人 弁理士 渡部 敏彦

(54) 【発明の名称】 転がり軸受

(57) 【要約】

【課題】 耐食性及び靱性に優れ、且つ高速回転性にも優れた転がり軸受を提供する。

【解決手段】 軌道輪の内の少なくとも内輪がチタン合金で形成されると共に、転動体がセラミックスで形成されている。また、軌道輪を構成する内輪又は外輪の内の少なくとも一方が、 β 型チタン合金で形成され、且つ該 β 型チタン合金の冷間加工率が20%以上に設定され、或いは前記冷間加工率が5~20%に設定され且つ冷間加工処理後にショットピーニング処理が施されている。若しくは表面硬さHvが600以上とされ且つ前記 β 型チタン合金中の残留 β 相が体積比で30~80%に設定されている。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 外輪と内輪とからなる軌道輪と、前記外輪と前記内輪との間に転動自在に配設された転動体とを備えた転がり軸受において、前記軌道輪の内の少なくとも内輪がチタン合金で形成されると共に、転動体がセラミックスで形成されていることを特徴とする転がり軸受。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は転がり軸受に関し、特に、食品機械や半導体製造装置、化学繊維製造機等水分や海水、化学薬品などの耐食性の要求される環境下や、高速回転で使用される工作機械等、特殊環境下で使用される転がり軸受に関する。

【0002】

【従来の技術】従来より、耐食性が要求される環境下で使用される軸受としては、耐食性に優れた材料を使用したすべり軸受が使用されることが比較的多かったが、近年では低トルク化による動力損失やメンテナンスフリー化、更には製品の品質向上の観点から転がり軸受が使用されるようになってきている。

【0003】ところで、転がり軸受の軸受材料としては、一般的には高炭素クロム軸受鋼2種（SUJ2）や肌焼鋼（SCR420）等の低合金鋼が使用されることが多いが、転がり軸受は使用環境が多種多様であり、これら低合金鋼を水分や海水が混入し得る環境下で使用した場合は、微量の水分や海水が混入しただけで軸受部位に錆が発生し、使用不能状態に陥る。このため、このような環境下においては、耐食性に優れたクロム含有率の高いマルテンサイト系ステンレス鋼（例えば、SUS440C）が使用されている。

【0004】しかしながら、軌道輪及び転動体についていずれもマルテンサイト系ステンレス鋼（以下、単に「ステンレス鋼」という）を使用した場合は、使用環境によっては耐食性が不十分な場合もあり、粗大な共晶炭化物近傍のクロム欠乏層を起点として腐食が発生し、このため表面粗さ等の精度が低下して所望の軸受寿命を確保することができない場合があった。特に、半導体製造装置等に使用される転がり軸受は、ステンレス鋼を腐食させるような腐食性ガスや化学薬品が使用されるため、ステンレス鋼よりも優れた耐食性を有する材料を使用することが要求される。

【0005】このような観点から、従来より耐食性の要求される箇所に転がり軸受を使用する場合は、軸受材料として窒化珪素（ Si_3N_4 ）等のセラミックス材料が使用されている（以下「第1の従来技術」という）。

【0006】一方、工作機械の分野においては、近年益々高速回転化する傾向にあり、このため工作機械の回転部を支持する転がり軸受は、より高精度で且つ苛酷な使用条件下でも使用に耐え得ることが要求されているが、

工作機械が高速回転化すると所謂軸受すきまが減少して転がり摩擦による発熱量が増大し、その結果軸受温度が上昇する。

【0007】かかる転がり摩擦による発熱量の増大は、転動体に作用する遠心力の増大に原因があると考えられるため、従来より、遠心力を軽減して転動体の温度を下げるべく、転動体材料として低合金鋼に代えて密度の小さい（比重の軽い）セラミックスを使用した転がり軸受が実用化されているが、近年における更なる工作機械の高速化に伴い、転動体の軽量化を図るだけでは軸受温度の温度上昇を抑制することができない事態となってきた。

【0008】ところで、高速回転時に生じる軸受の発熱は、通常、外輪の場合はハウジングを介して外部に放熱されるが、内輪の場合は回転軸側からの放熱が困難であるため、内輪温度は外輪温度に比べて高くなる。したがって、外輪と内輪とが同一材料で形成され、内輪温度が発熱により高くなった場合は、内輪の熱膨張量が大きくなって軸受すきまは前記発熱前に比べて減少し、その結果予圧が過大なものとなり、該過大となった予圧に起因して更に発熱を助長するという悪循環を招来し、軸受が焼付いて軸受破損が生じる虞がある。

【0009】そこで、このような観点から、内輪材料を外輪材料よりも線膨張係数の小さい材料で形成した転がり軸受が提案されている（特公平7-30788号公報；以下「第2の従来技術」という）。

【0010】該第2の従来技術によれば、例えば、外輪を高炭素クロム軸受鋼（SUJ2）、内輪をステンレス鋼（SUS440C）で形成したり、或いは外輪を前記高炭素クロム軸受鋼（SUJ2）、内輪をセラミックスで形成する等、内輪材料を外輪材料よりも線膨張係数の小さい材料で形成しているので、たとえ内輪温度が外輪温度よりも高くなった場合であっても内外輪の温度差によって生じる内輪の膨張を抑制することができ、その結果軸受すきまの変化に伴う予圧の変動が小さくなり、軸受の焼付き損傷を防止することができる。

【0011】また、チタン合金は、鉄鋼材料に比べると軽量・高強度であり、しかも金属材料中でも非常に優れた耐食性を有しているため、水分や海水、化学薬品などの耐食性が要求される特殊環境用の軸受材料として期待されている。

【0012】しかしながら、転がり軸受においては、非常に大きな面圧が軌道輪と転動体との接触部に負荷されるため、高い表面硬さが要求される一方で、チタン合金は通常の溶体化処理や時効処理等の熱処理を施すのみでは所望の表面硬さを得ることができないという欠点がある。

【0013】そこで、斯かる観点から所定の表面処理を施すことにより、表面硬さを増大する技術が提案されている（特公昭61-2747号公報；以下「第3の従来

技術」という)。

【0014】該第3の従来技術では、チタン合金にガス窒化処理や浸炭処理等を施してC、N、O等の侵入型元素を該チタン合金中に拡散・固溶させることにより、軌道輪として要求される表面硬さを確保せんとしている。

【0015】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、上記第1の従来技術は、軸受材料としてセラミックスを使用しているのでステンレス鋼に比べて耐食性については極めて良好であるが、強度や靱性がステンレス鋼よりも劣るため大きな衝撃が負荷される環境下では安心して使用することができず、特に軌道輪にセラミックスを使用することは軸受の信頼性という点からも好ましくないという問題点がある。

【0016】また、セラミックスは成形性や切削性が金属材料と比較して著しく劣るため、軸受の主要部材全てをセラミックスで形成した場合は製造コストの増大を招くという問題点もある。

【0017】また、上記第2の従来技術においては、セラミックスの線膨張係数が金属材料の線膨張係数に比べて極端に小さいため、例えば、外輪を前記高炭素クロム鋼(SUJ2)、内輪をセラミックスで形成した場合は、金属製の回転軸とセラミックス製の内輪との間で温度が上昇したときの熱膨張量の差異が大きくなり、その結果回転軸の熱膨張量を緩和することができず、セラミック製の内輪に割れが生じて軸受破損を招来する虞があるという問題点がある。

【0018】一方、外輪を高炭素クロム軸受鋼(SUJ2)、内輪をステンレス鋼(SUS440C)で形成した場合は、ステンレス鋼の線膨張係数が高炭素クロム軸受鋼の線膨張係数の80%と小さいため温度上昇に起因する軸受スキマの変化を少なくすることができ、またステンレス鋼は金属材料であるため内輪にセラミックスを使用した場合のように回転軸と内輪との間の熱膨張量の差異による割れが発生する虞もないと考えられる。

【0019】しかしながら、内輪材料として使用されるステンレス鋼はセラミックスよりも密度が大きいため

(比重が重い)ため、内輪に生じる遠心力の増大を無視できなくなる。すなわち、遠心力の大きさは質量と速度に比例して増大するため、高速回転になると回転によって生じる遠心力によって内輪が膨張し、その結果軸受スキマが減少して発熱量が増大するという問題点がある。

【0020】さらに、上記第3の従来技術においては、表面処理により固溶される侵入型元素の元素種によっては表面硬さや硬化層深さについてのバラツキが大きく、しかも使用するチタン合金によっては芯部の強度が低いために軸受として十分な機能を果たし得ない場合があるという問題点がある。

【0021】また、該第3の従来技術においては、侵入型元素をチタン合金中に拡散・固溶させることにより表

面硬さの増大を図ることができるものの、一方でチタン合金の著しい脆化を引き起し、その結果所望の軸受寿命を得ることができなくなる場合があるという問題点がある。

【0022】本発明はこのような問題点に鑑みなされたものであって、耐食性及び靱性に富み、且つ高速回転性にも優れた転がり軸受を提供することを目的とする。

【0023】

【課題を解決するための手段】本願出願人は、優れた耐食性を有する転がり軸受を得るべく、鋭意研究をした結果、セラミックスに比べて靱性に富んだチタン合金を軌道輪材料として使用した場合は、ステンレス鋼を軌道輪材料に使用した場合に比べ、大幅に耐食性を向上させることができるという知見を得た。

【0024】一方、チタン合金は、ステンレス鋼よりも軽量且つ線膨張係数が小さいことから内輪をチタン合金で形成した場合は、内輪をステンレス鋼で形成した場合に比べ、高速回転時における内輪の温度上昇が小さくなって軸受スキマの減少を回避することができ、発熱量の増大を抑制することができるという知見をも得た。

【0025】本発明は斯かる知見に基づきなされたものであって、本発明に係る転がり軸受は、外輪と内輪とからなる軌道輪と、前記外輪と前記内輪との間に転動自在に配設された転動体とを備えた転がり軸受において、前記軌道輪の内の少なくとも内輪がチタン合金で形成されると共に、転動体がセラミックスで形成されていることを第1の特徴としている。

【0026】また、本願出願人は、耐食性に優れたチタン合金の中でもβ型チタン合金は高強度を有し、しかも溶体化状態での冷間加工性に優れているという知見を得、更に鋭意研究を重ねた結果、軸受材料としてβ型チタン合金を使用し、且つその冷間加工率を20%以上とすることにより、短時間の時効処理によりロックウェル表面硬さHRC(以下、「表面硬さHRC」という)が57以上の軌道輪を得ることができることが判った。

【0027】そこで、本発明に係る転がり軸受は、軌道輪を構成する内輪又は外輪の内の少なくとも一方がβ型チタン合金で形成され、且つ冷間加工率が20%以上に設定されていることを第2の特徴としている。

【0028】また、冷間加工率を20%以上に設定して冷間加工を施した後に時効処理を施すことにより、上述の如く所望の表面硬さを有する転がり軸受を得ることができるが、その反面、冷間加工を施した後に時効処理を施した場合はβ型チタン合金の組織全体が硬化する傾向にあり、特に冷間加工率を高く設定した場合はβ型チタン合金の芯部までもが必要以上に硬化して靱性の低下を招く虞がある。したがって、良好な靱性を確保する観点からは冷間加工処理を施さないか或いは冷間加工処理を施すとしても低加工率でもって施すのが望ましいと考えられる。

【0029】ところで、軌道輪材料としてステンレス鋼等の鋼製材料を使用する場合は、表面硬さを増大させるために焼入・焼戻等の熱処理を施した後にショットピーニング処理が施される。すなわち、鋼製材料の場合はショットピーニング処理を施すことによって残留オーステナイトがマルテンサイト変態して更に硬化し、該マルテンサイト変態による応力が発生して非常に大きな歪みエネルギーが軌道輪表面層に付与され、加工硬化による表面硬さの増大を図ることができる。

【0030】しかしながら、本願出願人の研究により、チタン合金に対しては熱処理後にショットピーニング処理を施したのみでは、付与される加工歪み量とその深さに限界があるため、転がり軸受に必要とされる所望の表面硬さを得ることが困難であるということが判った。

【0031】そこで、本願出願人は、ショットピーニング処理による表面硬さの増大作用に着目しつつ更に鋭意研究を重ねた結果、冷間加工率が5～20％に設定した場合は冷間加工後にショットピーニング処理を施すことにより、良好な靱性を有すると共に高い表面硬さを有する転がり軸受を得ることができるとということが判明した。

【0032】すなわち、本発明に係る転がり軸受は、軌道輪を構成する内輪又は外輪の内の少なくとも一方がβ型チタン合金で形成され、且つ冷間加工率が5％～20％に設定され、さらに冷間加工後にショットピーニング処理がなされていることを第3の特徴としている。

【0033】また、上記第3の特徴に係る転がり軸受において、冷間加工後にショットピーニングを施し、更にその後に時効処理を施すことによりピッカース表面硬さH_v（以下、「表面硬さH_v」という）が600（表面硬さHRCで約57に相当）以上の転がり軸受を得ることができるが、疲労強度を向上させる観点からは、時効処理後に再度ショットピーニング処理を施すのが好ましい。

【0034】ところで、本願出願人は、軌道輪材料としてチタン合金を使用した場合の寿命特性を研究している過程において、ステンレス鋼等の鋼製材料を使用した場合と同様、異物混入の潤滑条件下では、異物が混入しない潤滑条件下に比べ軸受寿命が低下するということが確認された。

【0035】一方、従来の鋼製材料を使用した転がり軸受においては、本願出願人は既に、軸受の表面層の炭素含有量や残留オーステナイト量、更には炭窒化物の含有量を最適化することにより、軸受寿命の向上を図る技術を提案している（特公平7-88851号公報）。該公知技術においては、材料中の炭素、残留オーステナイト及び炭窒化物の含有量を特定範囲に最適化して限定することにより、混入する異物によって生じ得る圧痕のエッジ部に発生する応力集中を緩和することができ、これによりクラックの発生が抑制される結果、軸受寿命の向上

を図ることができる。

【0036】また、本願出願人は、炭化物や炭窒化物の平均粒径を調整して適正化することにより、残留オーステナイト量と表面硬さの最適な関係を見出し、これにより軸受の長寿命化を図ることができる技術も既に提案している（特公平8-26446号公報）。

【0037】すなわち、これら上述の公知技術（特公平7-88851号公報、特公平8-26446号公報）は、いずれも軟質なオーステナイト量を最適化することによって、異物混入の潤滑条件下における軸受寿命の向上を図ったものである。したがって、β型チタン合金においても軟質相の体積比を最適化することにより異物混入の潤滑条件下でも軸受寿命の向上を図ることができると考えられる。

【0038】本願出願人は、斯かる観点から鋭意研究を重ねた結果、β型チタン合金の組織中における軟質相である残留β相の体積比を最適化することにより、異物混入の潤滑条件下でも所望の軸受寿命を確保することができるということが判明した。

【0039】そこで、本発明に係る転がり軸受は、軌道輪を構成する内輪又は外輪の内の少なくとも一方がβ型チタン合金で形成され、且つ冷間加工率が20％以上に設定され、さらに前記β型チタン合金中の残留β相が体積比で30～80％に設定されていることを第4の特徴としている。

【0040】また、該第4の特徴においても、上記第3の特徴と同様、冷間加工後にショットピーニング処理を施すことを条件に冷間加工率を5～20％とすることにより靱性と表面硬さを両立させることができる転がり軸受を得ることができる。

【0041】

【発明の実施の形態】以下、本発明の実施の形態を説明する。

【0042】〔第1の実施の形態〕本発明の第1の実施の形態に係る転がり軸受は、軌道輪の内、少なくとも内輪がチタン合金で形成され、転動体はセラミックスで形成されている。

【0043】以下、軌道輪及び転動体にこれらの材料を使用した理由について述べる。

【0044】（1）軌道輪

軌道輪にチタン合金を使用した場合は、軌道輪にステンレス鋼を使用した場合に比べ耐食性が大幅に改善される。

【0045】チタンの耐食性は、ステンレス鋼と同様、表面に安定な不動態皮膜が形成されるためであるが、該チタンの不動態皮膜はTiO₂（又はTi₂O₃）であるとされており（例えば、伊藤伍郎著；改訂 腐食科学と防食技術、282頁（コロナ社、1979年）参照）、チタンの優れた耐食性は該チタンの不動態皮膜特有の性質によるものである。

【0046】すなわち、チタンの不動態皮膜である TiO_2 は、酸素過電圧が高く、電位を上げていくとアノード酸化が進行し、高温、高濃度の硝酸中のように高温、高濃度の酸化性雰囲気中であっても優れた耐食性を有し、ステンレス鋼のように過不動態による腐食現象が生じない。

【0047】一方、 TiO_2 は、塩酸や硫酸のような非酸化性環境下においては腐食されやすいが、ステンレス鋼に比べると腐食されにくい。しかも、 TiO_2 は不動態皮膜を形成するための不動態化電位が低いため、極微量の酸化剤を腐食性溶液中に添加し、該酸化剤が添加された腐食性溶液にチタン合金を浸漬するだけでチタン合金は容易に不動態化する。したがって、チタン合金は塩酸や硫酸等の非酸化性環境下においても耐食性を発揮することができる材料である。

【0048】また、塩化物イオンに対しては不動態皮膜は強固となり、該不動態皮膜が破られることもなく、このためステンレス鋼で問題となる孔食や隙間腐食、応力腐食割れ等が発生しにくく、したがって、海水に対しては極めて優れた耐食性を有し、海水が軸受中に混入しても使用が不可能となることもない。

【0049】さらに、チタン合金は、多くの有機酸に対しても優れた耐食性を有し、冷間加工性の低下や不純物元素による劣化を生じることもない。

【0050】このようにチタン合金は、ステンレス鋼に比べて極めて優れた耐食性を有している。

【0051】また、耐食性に関し、チタン合金と Si_3N_4 等のセラミックス材料とを比較した場合、チタン合金は $NaOH$ や KOH 等のアルカリ性溶液の一部に対しては所謂全面腐食が生じるため、斯かるアルカリ環境下での使用は不適当であるが、該アルカリ環境以外の特殊環境下ではセラミックスと同等の耐食性を有する。

【0052】また、セラミックス材料は靱性が低く、大きな衝撃荷重が加えられる使用条件下で使用するのには好ましくないのに対し、チタン合金は例えば Si_3N_4 に比べて約3倍の靱性を有している。すなわち、チタン合金は靱性に関してはステンレス鋼と同等程度の靱性を有しており、チタン合金を軌道輪材料に使用した場合は、セラミックスを軌道輪材料に使用した場合に比べ、軸受破損等の事故が起こる可能性は極めて低い。

【0053】さらに、セラミックスは、金属材料のような塑性加工を行うことができないため、粉末原料をリング状に圧粉成形し、その後焼結処理を施し、HIP (Hot Isostatic Pressing) による緻密化を行った後に研削加工を行うという一連の複雑な製造工程を経て軌道輪製造を行わなければならない、金属材料に比べて生産性に劣り、また大型軌道輪の製造が困難であり、しかも研削加工性も金属材料に比べて著しく劣るため、製造コストも高くなる。

【0054】一方、チタン合金はステンレス鋼のような

鉄鋼材料に比べると加工性は劣るが、十分な塑性変形能を有しており、またセラミックスに比べると研削加工性に優れており、しかも鉄鋼材料の加工設備を流用することが可能であるため既存の設備を使用することもでき、新たな設備投資をする必要もなく、製造コストも安価で済む。

【0055】また、チタン合金は非磁性材料であるため、半導体製造装置や超伝導関係機器等の磁場環境下で使用される場合においても、磁場に乱れが生じるのを回避することができ、また磁場に起因した軸受の回転トルクの増大や変動を抑制することができる。

【0056】尚、斯かる回転トルクの増大や変動の抑制等は、転動体に非磁性のセラミックスを使用することにより、一層顕著な効果を奏するものとなる。

【0057】一方、高速回転する工作機械においても軸受温度の上昇を回避するためには軌道輪、特に内輪にチタン合金を使うのが効果的である。

【0058】すなわち、〔発明が解決しようとする課題〕の項でも述べたように、軸受が高速回転する場合に生じる軸受温度の上昇は、高速回転に伴って軸受すきまが減少することが原因であるが、該軸受すきまの減少は、内輪と外輪との温度差による内輪の熱膨張量によって生じるのみならず、回転軸の回転によって生じる遠心力に起因した内輪の膨張も大きな影響を及ぼす。

【0059】したがって、高速回転に伴う軸受温度の上昇を抑制するためには、熱膨張量を抑えるべく線膨張係数が小さい材料を選定し、また遠心力を小さくするためには密度の小さい材料を選定する必要がある。

【0060】しかるに、チタン合金としての $Ti-6Al-4V$ 合金とステンレス鋼としての $SUS440C$ とを比較した場合、 $Ti-6Al-4V$ 合金の線膨張係数は、 $SUS440C$ の80%と小さく、したがって、ステンレス鋼を内輪材料に使用した場合に比べ、内外輪の温度差に伴う軸受すきまの減少量を大幅に小さくすることが可能である。

【0061】さらに、 $Ti-6Al-4V$ 合金の密度は $SUS440C$ の密度の約60%程度と小さく、その結果、ステンレス鋼を使用した場合に比べて遠心力が低下し、これにより内輪の膨張量も減少する。

【0062】このようにチタン合金を内輪に使用することにより、高速回転時における軸受すきまが小さくなるのを回避することができ、摩擦の増大を抑制することができ、結果として軸受温度の上昇を抑制することができる。

【0063】また、所定荷重下、軌道輪と転動体とが接触すると接触部が弾性変形して接触楕円が形成され、また該接触楕円の大きさは、軌道輪と転動体のヤング率に依存する。

【0064】しかるに、セラミックスは金属材料に比べてヤング率が大きいため殆ど弾性変形が生じず、したが

って転動体にセラミックスを使用した場合は転動体に金属材料を使用した場合に比べて軌道輪は高い面圧を受ける。一方、チタン合金はステンレス鋼に比べてヤング率が約1/2と小さい。したがって、軌道輪にチタン合金を使用した場合は、軌道輪にステンレス鋼を使用した場合に比べて上述した接触楕円が大きくなり、このため接触面圧が小さくなる。よって、軌道輪にチタン合金を使用することにより、セラミックス製の転動体を使用した場合に生じ得る接触面圧の増大を緩和することができ、軸受の転がり疲れ寿命も向上させることができる。

【0065】軌道輪に使用するチタン合金としては、熱処理により高強度、高靱性が得られるTi-6Al-4V、Ti-3Al-2.5V、Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo等の($\alpha+\beta$)型チタン合金、或いはTi-15Mo-5Zr、Ti-15Mo-5Zr-3Al、Ti-15V-3Sn-3Al-3Cr、Ti-10V-2Fe-3Al、Ti-3Al-8V-6Cr-4Zr、Ti-22V-3Al等の β 型チタン合金を使用することができる。

【0066】上記列挙したチタン合金のうち、加工性を考慮すると冷間加工性に優れた β 型チタン合金を使用するのが望ましく、さらに、 β 型チタン合金の中でも特に優れた耐食性を有するTi-15Mo-5Zr、Ti-15Mo-5Zr-3Al等のTi-15Mo系チタン合金を使用するのが好ましい。

【0067】また、($\alpha+\beta$)型チタン合金は、Tiよりも密度の小さい合金元素の添加量が多く、遠心力の抑制という点からは質量の小さい($\alpha+\beta$)型チタン合金を使用するのが好ましい。

【0068】尚、軸受としての強度を確保するためには、熱処理により($\alpha+\beta$)の二相組織として強化されていることが必要である。

【0069】また、純チタンやTi-0.3Mo-0.8Ni等の α 型チタン合金はミクロ組織が α 単相であるため、上述した($\alpha+\beta$)型チタン合金や β 型チタン合金に比べて強度が低く、前記軌道輪材料には適さない。

【0070】また、軸受として耐え得るためには軌道輪の表面硬さHRCが一般に57以上必要とされているが、上記チタン合金を軌道輪として使用した場合は、溶体化処理を施した後に時効処理を施して材料を硬化した場合であっても、表面硬さHRCが40~45程度の硬さしか得られず、したがって軸受として必要な表面硬さを得ることができず、また耐焼付け性に劣り、凝着摩耗が生じる虞がある。

【0071】そこで、所望の表面硬さHRCを得るために大気酸化処理、ガス窒化処理、ホウ化処理、湿式メッキ、CVD法又はPVD法によるTiC或いはTiNのコーティング処理、及びイオン注入等の表面処理を上記チタン合金に施すのが望ましく、処理の簡便性を考慮すると大気酸化処理又はガス窒化処理を施すのが好まし

い。

【0072】尚、本実施の形態では、軌道輪のうち、少なくとも内輪をチタン合金で形成しているが、食品機械や半導体製造装置、化学繊維製造機等の水分や海水、化学薬品などの耐食性の要求される環境下では、より優れた耐食性を得るためには内外輪共にチタン合金で形成するのが好ましい実施の形態であり、高速回転で使用される工作機械等においては、内輪の温度上昇を抑制するのが重要であることから、内輪についてはチタン合金を使用する必要があるが、外輪については内輪のチタン合金よりも線膨脹係数が大きいSUS440Cまたはステンレス鋼等の鋼種を使用するのが好ましい実施の形態である。

【0073】(2) 転動体

本実施の形態では、転動体材料としてセラミックスを使用しているが、その理由は以下の通りである。

【0074】セラミックスは絶縁体であるので、転動体にセラミックスを使用した場合はチタン合金で形成された軌道輪と前記転動体とが接触しても所謂ガルバニック腐食が生じることがなく金属材料に比べて極めて優れた耐食性を得ることができる。

【0075】また、セラミックスは非磁性材料であるので、磁場環境下で使用した場合であっても軸受の回転トルク変動等が生じることなく、半導体製造装置や超伝導関係機器等の非磁性が要求される特殊環境下で使用するのに適している。

【0076】また、セラミックスはステンレス鋼に比べて密度が小さく、例えば、セラミックスとしての Si_3N_4 とステンレス鋼としてのSUS440Cとを比較した場合、 Si_3N_4 の密度はSUS440Cの約40%である。したがって、転動体に密度の小さいセラミックスを使用することにより、転動体の軽量化が可能となり、転がり軸受を高速回転させる場合の転動体の遠心力による外輪への負荷荷重を軽減することができ、耐久性の低下を防止することができる。

【0077】すなわち、転がり軸受を高速回転させる場合、高速回転に伴う遠心力の増加により転動体が外輪に付与する負荷荷重は無視できなくなって転動体と外輪との接触荷重が増加し、軸受寿命の低下や摩擦による発熱量の増大を招く。しかも、転動体の遠心力は、周知の如く転動体の質量に比例するため転動体の重量が大きくなればなる程上記接触荷重が増大する。

【0078】そこで、本実施の形態では、転動体材料としてセラミックを使用することにより、転動体の重量を軽減し、これにより摩擦による発熱量を抑制し、軸受寿命が低下するのを回避している。

【0079】また、アンギュラ玉軸受のように接触角を有する転がり軸受においては、転動体にジャイロモーメントが作用し、該ジャイロモーメントが転動体と軌道輪との接触部における摩擦力よりも大きくなるとスキッピングと呼称される激しい公転滑りが生じて摩耗が激し

くなるが、転動体を軽量化することにより、前記ジャイロモーメントを減少させることもできる。

【0080】さらに、転動体が、軌道輪と同様に耐食性に優れたチタン合金で形成されている場合は、転動体と軌道輪とが同一材料で形成されることとなって凝着作用が強くなり、その結果焼付きやかじりが生じやすくなる。これに対して転動体材料がセラミックスで形成されている場合は、軌道輪と転動体とは異種材料からなることとなり、耐焼付き性、耐かじり性が向上する。特にチタン合金は活性な金属であるため耐焼付き性には劣り、したがって転動体材料としてセラミックスを使用することにより軌道輪に使用されるチタン合金の耐焼付き性を改善することもできる。

【0081】転動体材料として使用されるセラミックスとしては、 Si_3N_4 の他、サイアロン(SiAlON)、ジルコニア(ZrO_2)、炭化珪素(SiC)、アルミナ(Al_2O_3)等を使用することができるが、 Si_3N_4 は密度が小さく、線膨張係数も小さく、更には熱衝撃に対しても強く、曲げ強さや破壊靱性に優れており、特に高速回転下で使用される転動体材料として好適する。

【0082】尚、本発明は上記実施の形態に限定されるものではなく、例えば、耐食性が要求される環境下においては、転動体材料としてステンレス鋼を使用するのも用途によっては好ましい実施の形態である。

【0083】すなわち、転動体にステンレス鋼を使用した場合は、転動体にセラミックス材料を使用した場合と同様、軌道輪であるチタン合金とは異種材料であり、軸受が回転すると異種の金属同士が接触することとなる。

【0084】そして、一般的には、異種金属が溶液中で接触した場合は、ガルバニック腐食により電気化学的に卑な金属の腐食速度が加速される。したがって、海水中において、チタン合金からなる軌道輪とチタン合金よりも電気化学的に卑なステンレス鋼からなる転動体とが接触した場合、転動体の腐食が顕著になり、軸受寿命の大幅な低下を招来する虞があるとも考えられる。

【0085】しかしながら、海水中での腐食電位列は上述したようにチタン合金は貴であり、ステンレス鋼は卑であるが、その電位差は極めて小さいため(例えば、(社)日本チタン協会編;チタン加工技術 208頁(日刊工業新聞社、1992年))、海水中でチタン合金とステンレス鋼とを接触させてもガルバニック腐食は殆ど生じない。

【0086】したがって、使用箇所によっては転動体材料として汎用のステンレス鋼を使用することも可能である。すなわち、使用箇所によっては高価なセラミックスを転動体材料として使用しなくとも転動体材料としてステンレス鋼を使用することにより耐食性を維持することが可能であり、コストの低廉化を図ることができる。しかも、ステンレス鋼を転動体材料として使用することによ

り、弾性変形が殆どないセラミックス材料に比べて接触面圧を低くすることも可能である。

【0087】〔第2の実施の形態〕本発明の第2の実施の形態に係る転がり軸受は、軌道輪を構成する内輪又は外輪のうちの少なくとも一方が β 型チタン合金で形成され、該軌道輪の冷間加工率が20%以上に設定されている。

【0088】耐食性に優れたチタン合金の中でも β 型チタン合金は高強度を有し、且つ溶体化状態での冷間加工性に優れている。すなわち、 β 型チタン合金を所定の溶体化温度で溶体化処理を施した後、急冷することにより体心立方格子(bcc)構造を有する柔らかい β 相の単相状態が室温で得られる。そして、 β 型チタン合金に属する材料の中には数式(1)で示される冷間加工率 η が90%以上となるような強化加工が可能なものがあり、これにより施削工程を省略することが可能となる。

【0089】

$$\eta = \{ (l_0 - l) / l_0 \} \times 100 \quad \cdots (1)$$

ここで、 l_0 は冷間加工前の高さ寸法、 l は冷間加工後の高さ寸法である。

【0090】すなわち、チタン合金は耐食性に優れるものの熱伝導率が小さいため、切削加工時に工具接触部が発熱し、刃先に大きな応力が負荷されるため切削性に劣るという欠点がある。そこで、本第2の実施の形態では、冷間加工性に優れた β 型チタン合金を使用し、該 β 型チタン合金を溶体化処理して柔らかい β 相単相とした後冷間加工を施す。そして、該冷間加工により多量の格子欠陥が発生して転位が生じ、硬い α 相が β 結晶粒内に均一且つ微細に析出する。これにより、表面硬さHRC及び材料強度が共に増大し、転がり軸受自体の耐久性向上を図ることができる。

【0091】つまり、通常は溶体化処理後に時効処理を施すことにより軸受材料を硬化することが行われるが、溶体化処理後に冷間加工を施すことなく時効処理を施した場合は、時効処理によって析出する α 相が β 結晶粒内に層状に優先的に析出するため、 β 結晶粒内における α 相の析出量が少なく、したがって時効組織が極めて不均一なものとなる。

【0092】これに対して、溶体化処理後に冷間加工を施し、しかる後に時効処理を施した場合は、冷間加工(塑性加工)によって転位が多量に β 結晶粒内に導入され、時効処理時には前記転位が α 相析出のための核生成素地となり、硬い α 相が均一且つ微細に柔らかい β 結晶粒内に析出し、材料の表面硬さが増大する。

【0093】すなわち、溶体化処理後に冷間加工を施すことなく時効処理を施した β 型チタン合金は表面硬さHRCが40~48程度の硬さしか有さないのに対し、溶体化処理後に冷間加工を施し、その後に時効処理を施したチタン合金は表面硬さHRCが57以上の硬さを確保することができ、因って材料強度が増大し転がり軸受の

耐久性向上を図ることができる。

【0094】次に、溶体化処理温度、冷間加工率 η 及び時効処理時間Tについて説明する。

【0095】(1) 溶体化処理温度

β トランザス、すなわち β 相が $(\alpha + \beta)$ 相に変態する変態点以下の温度で溶体化処理を施した場合は初析 α 相が析出して加工性が著しく低下する。したがって、溶体化処理温度としては少なくとも β トランザス以上の温度を確保する必要がある。一方、溶体化処理温度を過度に高く設定して溶体化処理を施すと β 結晶粒が著しく粗大化して強度の低下を招来する。このため、本実施の形態では溶体化処理温度を β トランザス \sim (β トランザス $+150^{\circ}\text{C}$)に設定した。

【0096】(2) 冷間加工率 η

溶体化処理後に冷間加工を施すことにより、該冷間加工後の時効処理により得られる材料は表面硬さHRCや強度が向上したものとなり、後述するように時効時間の短縮も可能であるが、冷間加工により導入される転位の密度が変化するため、表面硬さHRCや強度にも影響を及ぼす。すなわち、冷間加工率 η を20%以下に設定した場合は、転位が不均一であって時効処理時に粒界に析出する α 相が多くなり、しかも α 相が粒界に層状に析出すると β 結晶粒と α 相との界面で破壊が生じ易くなって却って強度が低下する。

【0097】一方、冷間加工率 η が20%以上になると結晶粒内に均一に転位が導入され、時効処理時には前記転位を核生成素地として、 α 相が β 結晶粒内に均一且つ微細に析出し、表面硬さHRC及び強度が向上する。

【0098】そして、冷間加工による加工強化の程度は、数式(2)に示す n 次硬化則に従うと考えられる。

$$\text{【0099】 } \sigma = AE^n \quad \dots (2)$$

ここで、 σ は真応力、 E は真歪み、 A は強化係数、 n は加工硬化指数である。 β 型チタン合金の場合は加工硬化指数は鉄鋼材料に比べて小さく、完全塑性体に近い。ため、冷間加工率 η を上昇させていっても問題はなく、特に冷間加工率 η が30%以上の領域では安定した硬度を有する軸受材料を得ることができる。したがって、所定の高さ寸法1が得られるように20%以上の冷間加工率 η で冷間加工を施せば良いこととなる。

【0100】これらの観点から、本実施の形態では冷間加工率 η を20%以上、好ましくは30%以上に設定した。

【0101】(3) 時効処理時間T

上述したように冷間加工時に導入される転位が核生成素地となって β 結晶粒内への α 相の析出が促進され、その結果過時効状態になるまでの時間も短縮されるため、時効処理時間Tの大幅な短縮が可能となる。ところが、過度に長時間に亘って時効処理を施すと過時効状態となって硬い α 相が粗大化するため、却って材料が軟化し、表面硬さHRCが低下して軸受寿命の低下を招く。また、

時効処理時間Tを過度に長時間に設定すると最終安定相としての金属間化合物が析出して軸受材料が著しく脆化し、その結果、表面硬さや水中寿命の低下を招来する虞がある。そこで、かかる観点から、時効処理時間Tの好ましい範囲として、本実施の形態では5～10時間に設定した。

【0102】図1は本実施の形態により製造される軸受材料の製造方法を示した製造工程図である。

【0103】すなわち、まず、 β 型チタン合金をAr雰囲気中あるいは真空中、溶体化処理温度(但し、 β トランザス \sim (β トランザス $+150^{\circ}\text{C}$)、例えば $800^{\circ}\text{C} \sim 1000^{\circ}\text{C}$)で液体化処理を施した後、急冷してbcc構造の柔らかい β 相単相とし、次いで冷間加工率 η を20%以上に設定して冷間加工を施し、材料を軌道輪形状に成形する。ここで、軌道輪の成形方法としては、施削加工に要する工数を極力削減すべくニアネットシェイプ(準仕上がり形状)成形するのが望ましく、したがって冷間ローリング鍛造により冷間加工するのが好ましい。このようにして冷間加工を施した後、温度 $400 \sim 550^{\circ}\text{C}$ で5～10時間程度の時効処理を施す。これにより、 α 相が β 結晶粒内に均一且つ微細に析出した軌道輪材料を作製することができ、研磨工程等所定の仕上げ工程を経て最終的に β 型チタン合金からなる軌道輪を得ることができる。

【0104】尚、 β 型チタン合金は、上述したように冷間加工性に優れているため、その種類については特に限定されるものではないが、 β 型チタン合金に属する合金であっても合金組成によっては残留 β 相が不安定となり、冷間加工が施された場合に加工誘起マルテンサイトが形成されることがある。しかしながら、前記加工誘起マルテンサイトは冷間加工率 η が大きくなると割れが発生する虞があるため、 β 型チタン合金の中でも前記加工誘起マルテンサイトが形成されにくい β 型チタン合金を使用するのが望ましく、特に耐食性が要求される部位にはTi-15Mo-5Zr、Ti-15Mo-5Zr-3Al等のTi-Mo系 β 型チタン合金を使用するのが好ましい。

【0105】〔第3の実施の形態〕本発明の第3の実施の形態に係る転がり軸受は、軌道輪を構成する内輪又は外輪の内の少なくとも一方が β 型チタン合金で形成され、且つ冷間加工率が5%～20%に設定され、さらに冷間加工後にショットピーニング処理がなされている。

【0106】すなわち、本第3の実施の形態は、図2に示すように、第2の実施の形態と同様の条件で溶体化処理を行ない、急冷した後冷間ローリング鍛造等の冷間加工を施し、その後ショットピーニング処理を施し、最後に時効処理を施すことにより、表面硬さHvが600以上の表面硬さを有する転がり軸受を製造している。

【0107】このようにショットピーニング処理を施す

ことにより β 型チタン合金の表面層が硬化するのは以下の理由による。

【0108】すなわち、溶体化処理後に急冷して組織を β 相単相とした後にショットピーニング処理を施すことにより、表面層には塑性変形が生じて多量の転位が導入され、その後時効処理を施すことにより、前記塑性変形した表面層には高密度の転位を核発生源として硬い α 相が析出する。そして、前記表面層は、ショットピーニング処理により塑性変形しない芯部に比べて α 相の析出する核発生源が多くなり、その結果、冷間加工を施した場合と同様、表面層には α 相が微細且つ均一に析出して表面層のみを大幅に硬化する。

【0109】しかしながら、上述の如く、 β 型チタン合金材料に溶体化処理を施した後にショットピーニング処理を施したのみでは付与される加工歪みとその深さに限界があるため、表面硬さの増加にも限界がある。

【0110】そこで、本第3の実施の形態では、冷間加工率を5～20%に設定して冷間加工を施し、その後ショットピーニング処理を施すことにより、良好な靱性を有すると共に表面硬さHvが600以上の転がり軸受を得たものである。

【0111】このように冷間加工の冷間加工率を5～20%に設定したのは以下の理由による。

【0112】すなわち、冷間加工を施した場合は金属組織が芯部まで硬化して靱性が損なわれる虞があるため、良好な靱性を得る観点からは冷間加工を施さないか、或いは冷間加工を施すとしても低加工率でもって施すのが望ましい。しかしながら、冷間加工率が5%未満の場合はショットピーニング処理を施しても表面硬さHvが600以下となって転がり軸受に要求される表面硬さを得ることができない。一方、冷間加工率が20%を超える場合は靱性の低下が顕著になる。したがって、本実施の形態では冷間加工率を5～20%に設定した。

【0113】このように冷間加工率を5～20%の低加工率に設定し、且つショットピーニング処理を施すことにより高冷間加工率を施したのと同等の大きな加工歪みが表面層に付与されることとなり、その後の時効処理によりチタン合金の芯部は靱性が損なわれない程度に時効硬化が進行し、表面層に硬い α 相の微細析出が進行して硬化する。

【0114】このようにして本第3の実施の形態は、靱性が必要とされる箇所で使用する場合に好適した転がり軸受を得ることができる。

【0115】図3は本第3の実施の形態の変形例を示す製造工程図であって、本変形例では時効処理後に再度ショットピーニング処理を施している。

【0116】ショットピーニング処理には元来表面層の残留圧縮応力を付与して疲労強度を向上させるという作用がある。

【0117】しかしながら、冷間加工後のショットピー

ニング処理においては、表面硬さを増大させることはできるものの、ショットピーニング処理により付与された加工歪みは時効処理工程における長時間の加熱・保持によって解放されるため、時効処理完了後においては残留圧縮応力が低下し、その結果疲労強度の向上を図ることができなくなる虞がある。

【0118】そこで、本変形例では、図3に示すように、時効処理後に再度ショットピーニング処理を施すことによって高い残留圧縮応力を表面層に付与し、疲労強度の向上を図っている。

【0119】すなわち、軌道輪材料として β 型チタン合金を使用した場合、残留 β 相に塑性変形を加えても時効処理後の残留 β 相には β 相安定化元素が濃縮して β 相の安定度が高まっているため、ステンレス鋼等の鋼製材料と異なり加工誘起マルテンサイト変態が生じない。しかしながら、残留 β 相は塑性変形能が非常に大きいため、ショットピーニング処理を施した場合、鋼製材料に比べて多量の加工歪みを蓄積することができ、その結果 β 型チタン合金には高い残留圧縮応力を付与することが可能となり、疲労強度を向上の向上を図ることができる。

【0120】本変形例では、疲労寿命、疲労強度が特に要求される箇所に好適した転がり軸受を得ることができる。

【0121】〔第4の実施の形態〕本発明の第4の実施の形態に係る転がり軸受は、軌道輪を構成する内輪又は外輪の内の少なくとも一方が β 型チタン合金で形成され、且つ冷間加工率が20%以上に設定され、さらに前記 β 型チタン合金中の残留 β 相が体積比で30～80vol%に設定されている。

【0122】異物混入の潤滑条件下では、該異物により軌道輪の表面層には圧痕が形成され、軸受寿命の低下する虞がある。このため、ステンレス鋼等の鋼製材料においては、〔課題を解決するための手段〕の項で述べたように、圧痕が生じてから該圧痕のエッジ部にクラックが発生するまでの間における、転動体が通過する毎に繰り返される接触により、前記圧痕のエッジ部を塑性変形させて該圧痕のエッジ部での応力集中を緩和させ、これにより、異物混入の潤滑条件下における軸受寿命の向上を図っている。

【0123】すなわち、鋼製材料に含有される残留オーステナイトは塑性変形が生じやすい軟質の組織であり、潤滑剤中に混入した異物によって軌道輪の表面層に圧痕が生じた際に該圧痕のエッジ部で高い応力集中を受けた場合は、容易に塑性変形が生じると同時に応力誘起変態が生じて硬いマルテンサイト組織に変態する。そして、その結果前記圧痕のエッジ部の硬さが上昇し、応力集中の低下と硬さの上昇とが均衡するところで塑性変形が生じなくなる。すなわち、鋼製材料の場合は、異物が混入した潤滑条件下で残留オーステナイト組織が応力緩和とマルテンサイトへの変態による疲労強度の向上という作

用を発揮して軸受寿命の向上を惹起する。

【0124】そして、 β 型チタン合金の場合は残留 β 相が鋼製材料における残留オーステナイトと類似の作用を奏する。すなわち、 β 型チタン合金においては、 β トランザス以上の β 相領域の温度で溶体化処理を施した後、急冷して室温状態で軟質の残留 β 相単相とし、次いで時効処理を施すことにより、硬質の α 相が表面層に均一且つ微細に析出し、これにより、 $(\alpha + \beta)$ 組織が形成され表面硬さが増大する。

【0125】すなわち、 β 型チタン合金は、軟質な β 相の組織中に硬質な α 相が析出した二相組織となる。そして、異物が混入する潤滑条件下では、残留 β 相が軟質であるため、圧痕が生じてから該圧痕のエッジ部にクラックが発生する迄の間において、転動体が通過する毎に繰り返される接触によって前記圧痕のエッジ部が塑性変形し、該圧痕のエッジ部での応力集中が緩和される。

【0126】しかも、 β 型チタン合金の場合は、鋼製材料と異なり、時効処理を施すことにより $(\alpha + \beta)$ の二相組織が形成されるため、 β 相中に β 安定化元素が濃縮されて β 相の安定性が上昇し、加工によるマルテンサイト変態が生じず、圧痕周辺部の硬さは強化されない。

【0127】すなわち、 β 型チタン合金の残留 β 相は変形能が極めて大きいために繰り返し圧痕が形成され、その結果その後の転動体の通過による接触でも圧痕が容易に塑性変形して応力集中を緩和でき、さらに、加工硬化指数 n （第2の実施の形態の数式（2）参照）が鋼製材料に較べて小さい点が有効に作用し、繰り返し塑性変形を受けて多量の歪みが導入されても極端な硬化は生じないためクラックが発生しにくく、異物が混入した潤滑条件下での軸受寿命の向上を図ることができる。

【0128】尚、本第4の実施の形態でも、溶体化処理及び時効処理を施したのみでは軸受に要求される表面硬さ H_v を得ることができないため、第2及び第3の実施の形態と同様、溶体化処理を施し、急冷した後に冷間加工を施すことが必要となる。

【0129】以下、残留 β 相、冷間加工率 η 及び時効処理温度について説明する。

【0130】（1）残留 β 相

上述したように残留 β 相の存在は異物混入した潤滑条件下においても軸受寿命の低下を回避するのに効果的であるが、残留 β 相が30 vol%未満の場合は軸受材料中の残留 β 相の比率が小さすぎ、異物混入した潤滑条件下では安定した高い軸受寿命を得ることができない。一方、残留 β 相は軟質であるため、残留 β 相が多すぎる場合は転がり軸受として必要な硬さが不足して所望の軸受寿命

を得ることができない。具体的には、残留 β 相が80 vol%を超える場合は、 β 型チタン合金中の α 相の表面層への析出が少ないため時効処理の初期段階での表面硬さが十分でなく、その結果時効処理後においても所望の表面硬さを得ることができず、所望の軸受寿命を得ることができない。したがって、残留 β 相の体積比で30～80 vol%とする必要がある。

【0131】（2）冷間加工率 η

上記第2の実施の形態でも述べたように、溶体化処理後に冷間ローリング鍛造等の冷間加工を施すことにより、その後の時効処理によって表面硬さHRCや強度の向上を図ることができる。すなわち、冷間加工を施すことにより、結晶粒内に均一に転位が導入され、時効処理時には前記転位を核生成素地として、 α 相が β 結晶粒内に均一且つ微細に析出し、表面硬さHRC及び強度を向上させることができるが、そのためには、通常は第2の実施の形態と同様、冷間加工率 η が20%以上、好ましくは30%以上が必要である。

【0132】但し、靱性の確保を重視したい場合は、第3の実施の形態で述べたように、冷間加工後にショットピーニング処理を施すことを条件に冷間加工率 η を5～20%とするのが好ましい。

【0133】（3）時効処理温度

冷間加工後には所定の時効処理を施して時効硬化を行なう必要があるが、時効処理温度が400℃未満では ω 相が優先的に析出する。そして、この ω 相は表面層を著しく硬化させるものの、脆性的作用を有するため、該 ω 相の析出は極力避ける必要がある。一方、時効処理温度が550℃を超える場合は硬質の α 相が表面層に短時間で析出するが、粒界反応型の析出が支配的となるため、残留 β 相粒界に α 相が優先的に層状に析出し、 β 粒内では粗大な針状の α 相が析出して表面硬化に支障を来す。硬さを向上させるには時効処理温度を低くするのが好ましいが、処理時間が長くなる。したがって、時効処理温度としては、450～500℃に設定するのが望ましい。

【0134】

【実施例】以下、本発明の実施例を具体的に説明する。

【0135】〔第1の実施例〕本願出願人は、各種チタン合金及び各種鋼材について軌道輪としての円盤状試験片を作製した。

【0136】表1は各種試験片の材料名と、表面硬化処理方法、溶体化処理条件（又は焼入条件）、及び時効処理条件（又は焼戻条件）を示している。

【0137】

【表1】

軌道輪No.	材料名	表面硬化処理方法	溶体化処理条件(又は焼入条件)	時効処理条件(又は焼戻条件)
A	Ti-6Al-4V	850℃/10Hr ガス窒化処理	950℃水冷	540℃/4Hr
B	Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo		910℃油冷	590℃/4Hr
C	Ti-15Mo-5Zr		730℃水冷	500℃/16.7Hr
D	Ti-15Mo-5Zr-3Al		735℃水冷	450℃/16.7Hr
E	Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al		800℃水冷	450℃/6Hr
F	Ti-10V-2Fe-3Al		760℃水冷	400℃/8Hr
G	Ti-0.3Mo-0.8Ni	860℃/10Hr	700℃焼鈍	-
H	Ti-5Ta	ガス窒化処理	700℃焼鈍	-
I	純チタン(JIS3種)		700℃焼鈍	-
J	SUS630H	浸漬焼入処理	1050℃油冷	500℃/1Hr
K	SUS440C	浸漬焼入処理	1050℃油冷	180℃/2Hr
L	SCR420	930℃/4Hr浸炭処理	850℃油冷	180℃/2Hr
M	SUJ2	浸漬焼入処理	850℃油冷	180℃/2Hr

軌道輪A及びBは($\alpha + \beta$)型チタン合金で作製し、軌道輪C～Fは β 型チタン合金で作製し、また、軌道輪G～Hは α 型チタン合金、軌道輪Iは純チタン(JIS3種)で夫々作製し、軌道輪J～Mは所定の鋼材で作製している。

【0138】また、チタン合金を使用した軌道輪A～H及び純チタンを使用した軌道輪Iについては、表面処理として加熱温度850℃の下、ガス窒化処理を施した後、窒素冷却を行った。そして、軌道輪A～Fは730～950℃下、水冷又は油冷にて溶体化処理を施した

後、450～590℃下、時効処理時間(4～10時間)時効処理を施して時効硬化を施した。一方、軌道輪G～Iについてはガス窒化処理を施した後、加熱温度700℃で焼鈍処理を施した。

【0139】また、軌道輪J、K、及びMについては焼入温度850～1050℃下、浸漬焼入処理を施し、加熱温度180～500℃の下、加熱温度1～2時間で焼戻処理を行った。

【0140】また、軌道輪Lは、加熱温度930℃、加熱時間4時間の条件で浸炭処理を施した後、焼入温度8

50℃で焼入処理を行った後、加熱温度180℃、加熱時間2時間の下、焼戻処理を施した。

【0141】表2は、軌道輪の表面硬さHRC及び、塩水噴霧試験の試験結果、並びに転動体を Si_3N_4 で作製

した場合の転がり軸受の水中寿命試験の試験結果を示す。

【0142】

【表2】

	軌道輪No.	転動体材質	表面硬さ(HRC)	塩水噴霧試験結果	水中寿命 L_{10} ($\times 10^6$ cycle)
実施例	1	A	58.1	○	25.3
	2	B	58.3	○	29.4
	3	C	60.2	○	33.4
	4	D	60.0	○	31.5
	5	E	59.8	○	28.3
	6	F	58.1	○	24.8
比較例	101	G	46.2	○	3.8
	102	H	46.5	○	2.8
	103	I	38.7	○	3.6
	104	J	43.0	△	2.9
	105	K	59.7	×	2.5
	106	L	62.1	×	1.4
	107	M	62.0	×	1.3

比較例101、102に使用している α 型チタン合金、及び比較例103に使用した純チタンは、熱処理によって硬化せず、表面硬さHRCがいずれも47以下と低く、軸受材料として十分な表面硬さを得ることができない。

【0143】これに対して実施例1及び実施例2に使用している($\alpha + \beta$)型チタン合金、及び実施例3～実施例6に使用している β 型チタン合金は熱処理によりいずれも表面硬さHRCが57以上となり、軸受としての十分な表面硬さを得ることができ、耐焼付き性に優れ、凝着摩耗等が生じることのない軌道輪を得ることができることが判る。

【0144】また、塩水噴霧試験は、5%NaCl水溶液を使用し、35℃の温度条件下、前記5%NaCl水溶液を各軌道輪A～Mに150時間噴霧して行った。そして、噴霧後における各軌道輪A～Mの腐食生成物を除去した後、各軌道輪A～Mの重量変化を測定し、1年当たりの腐食速度を算出して耐塩水性を評価した。評価基準は、腐食速度が0.13mm/年以下の場合を合格

(○)とし、0.13～1.3mm/年以下の場合をやや不良(△)とし、1.3mm/年以上の場合を不合格(×)と判定した。

【0145】この表2から明らかなように、軌道輪に鋼材を使用した比較例104～107は、いずれも発錆が著しく塩水に対して耐食性が不十分であるのに対し、軌道輪にチタン合金を使用した実施例1～6及び比較例101～103は良好な試験結果が得られることが判った。すなわち、耐塩水性に関し、軌道輪に鋼材を使用した場合は満足する結果を得ることができなかったがチタン合金を使用した場合は β 型チタン合金及び($\alpha + \beta$)型チタン合金のみならず、 α 型チタン合金及び純チタンにおいても良好な結果を得た。

【0146】次に、水中寿命試験について説明する。

【0147】図4は水中寿命試験に供された水中スラスト寿命試験機の概略を示す構造図であって、各種軌道輪(A～M)と Si_3N_4 製の転動体とを使用してスラスト玉軸受1を組立て、試験槽2に該スラスト玉軸受1を浸漬させ、回転軸7を回転させて下方から所定の試験荷重を軸受に負荷し、水中寿命試験を行った。図中、3は内輪、4は外輪、5は玉、6は保持器である。尚、試験槽2に充填される水としては水道水を使用し、該水道水を下方から供給して上方からオーバーフローさせた。

【0148】水中寿命試験の試験条件は以下の通りである。

【0149】〔試験条件〕

試験軸受 : スラスト玉軸受(呼び番号51305)

回転軸の回転数 : 1000rpm

試験荷重 : 150kgf

転動体材質 : Si_3N_4

保持器材質 : フッ素樹脂

水中寿命 L_{10} は、加速度ピックアップセンサにより検出した各試験片の振動レベルについて、その10%が初期値の5倍に到達した時点水中における寿命と判定し、この時点に達するまでの累積回転数をもって寿命を定量的に評価した。

【0150】この表2から明らかなように、比較例101～107は水中寿命 L_{10} が極めて短い。これは、比較例101、102は α 型チタン合金を使用しており、また比較例103は純チタンを使用しているため、上述したように強度が低く、表面硬さHRCも低いため表面疲労による剥離が早期に生じるのが原因と考えられる。また、比較例104～比較例107は、いずれも軌道輪として合金鋼を使用しているため、水中での腐食による摩

耗が激しくなり、軸受寿命は極めて短いものとなっている。

【0151】これに対して、実施例1～実施例6は、軌道輪に β 型チタン合金又は $(\alpha + \beta)$ 型チタン合金を使用した場合であり、 Si_3N_4 からなる転動体との組み合わせにより水中寿命 L_{10} は飛躍的に向上していることが判る。

【0152】〔第2の実施例〕次に、本願出願人は、転

動体にSUS440C、SUJ2を使用し、上記表1の軌道輪(A～M)とを組み合わせることで上述と同様の塩水噴霧試験及び水中寿命試験を行った。

【0153】表3は、軌道輪と転動体との組合せ、及びその測定結果を示す。

【0154】

【表3】

		軌道輪No.	転動体 材質	表面硬さ (HRC)	塩水噴霧 試験結果	水中寿命 L_{10} ($\times 10^6$ cycle)
実 施 例	11	A	SUS440C	58.1	○	12.3
	12	B		58.3	○	13.0
	13	C		60.2	○	15.9
	14	D		60.0	○	16.5
	15	E		59.8	○	15.6
	16	F		58.1	○	14.2
比 較 例	111	A	SUJ2	58.1	○	1.2
	112	B		58.3	○	1.0
	113	C		60.2	○	0.9
	114	D		60.0	○	1.2
	115	E		59.8	○	1.5
	116	F		58.1	○	1.3
	117	G	SUS440C	46.2	○	3.8
	118	H		46.5	○	2.8
	119	I		38.7	○	3.6
	120	K		59.7	×	2.5

比較例111～比較例116から明らかなように、転動体材料としてSUJ2(高炭素クロム軸受鋼)を使用した場合は、軌道輪材料としてたとえ β 型チタン合金や $(\alpha + \beta)$ 型チタン合金を使用した場合であっても水中寿命 L_{10} が低い。これは、チタン合金とSUJ2との組合せでは電気化学的に貴卑の差が大きいため、ガルバニック腐食が生じて電気化学的に卑なSUJ2からなる転動体の腐食が進行し、摩耗が激しくなるためである。

【0155】また、比較例117～比較例119は軌道輪に α 型チタン合金又は純チタンを使用し、転動体にSUS440Cを使用した組合せであるが、軌道輪に使用した α 型チタン合金又は純チタンは強度に劣り、表面硬さにも劣り、その結果、表面疲労による剥離が早期に生じるため水中寿命 L_{10} も低い。また、比較例120は軌道輪及び転動体共にSUS440Cを使用した場合であり、腐食速度が速くなり、水中での軸受寿命が低下するのみならず、耐塩水性にも劣ることが判る。

【0156】これに対して、実施例11～実施例16は、軌道輪に β 型チタン合金又は $(\alpha + \beta)$ 型チタン合金を使用し、転動体にSUS440Cを使用した場合であり、軌道輪に Si_3N_4 を使用した場合に比べれば水中での軸受寿命は低下しているものの(表2参照)、チタ

ン合金はSUS440Cとの間には電気化学的な貴卑の差異が少ないため、ガルバニック腐食の進行が抑制され、水中でも或る程度の軸受寿命を確保することができると判る。

【0157】上記第1及び第2の実施例から、軌道輪材料として $(\alpha + \beta)$ 型又は β 型のチタン合金を使用し、転動体材料として Si_3N_4 を使用した組合せが耐食性に対して最良の組合せであり、また転動体にSUS440Cを使用した場合も用途によっては水中、又は海水下でも十分に耐え得る軸受寿命を得ることができることが判る。

【0158】〔第3の実施例〕次に、本願出願人は、各種チタン合金及び鋼材を使用して組合せアンギュラ玉軸受を作製し、高速回転時における軸受すきまの変化量及び内輪の膨脹量を算出し、外輪の温度上昇量を測定した。

【0159】表4は実施例21、22及び比較例131～比較例136に使用した各種軸受材料と、溶体化処理条件(焼入条件)及び時効処理条件(又は焼戻条件)を示している。

【0160】

【表4】

		材 料			内輪の溶体化処理 条件(又は焼入条件)	内輪の時効処理条件 (又は焼戻条件)
		外輪	内輪	転動体		
実施例	21	S U J 2	Ti-6Al-4V	Si ₃ N ₄	900～950℃水冷	500～540℃/4Hr
	22	S U J 2	Ti-22V-4Al	Si ₃ N ₄	750～800℃水冷	450～500℃/4Hr
比較例	131	S U J 2	SUS440C	Si ₃ N ₄	1050℃油冷	180℃/2Hr
	132	S U J 2	SUJ2	Si ₃ N ₄	840℃油冷	180℃/2Hr
	133	S U J 2	Ti-6Al-4V	SUJ2	900～950℃水冷	500～540℃/4Hr
	134	S U J 2	Ti-22V-4Al	SUJ2	750～800℃水冷	450～500℃/4Hr
	135	Ti-6Al-4V	Ti-6Al-4V	Si ₃ N ₄	900～950℃水冷	500～540℃/4Hr
	136	Ti-22V-4Al	Ti-22V-4Al	Si ₃ N ₄	750～800℃水冷	450～500℃/4Hr

実施例22、比較例134、136の内輪はβ型チタン合金を使用し、実施例21、比較例133、135の内輪は(α+β)型チタン合金を使用し、表4に示すような条件で夫々溶体化処理及び時効処理を施した。

【0161】また、比較例131及132は合金鋼を使用し、所定焼入温度で焼入処理を行い、また所定焼戻温度で焼戻処理を行って内輪を作製した。

【0162】尚、チタン合金製の内輪については、耐摩耗性及び耐焼付き性を確保するために軌道面にTiNをコーティングした。

【0163】次に、実施例21、22及び比較例131～比較例136について図5に示す高速回転試験機を使用し、高速回転時における軸受すきまの変化量及び内輪の膨張量を算出し、外輪の温度上昇量を測定した。図中、12は外輪、13は内輪、14は転動体である。

【0164】すなわち、外輪12をハウジング15に組み込むと共に、内輪13を回転軸16に嵌合させて背面組合せ型の組合せアンギュラ玉軸受11を高速回転試験機に装着し、回転軸16を回転させ、ハウジング15に挿着された熱電対17を使用して外輪12の温度を測定した。

【0165】試験条件は以下の通りである。

【0166】〔高速試験〕

試験軸受 : 背面組合せアンギュラ玉軸受(呼び番7013C)

組込時予圧荷重 : 10kgf

潤滑方法 : グリース潤滑

使用グリース : イソフレックスNBU15(NOKクリューバ(株)製)

回転軸の回転数 : 12000rpm

表5は高速回転試験の試験結果を示す。

【0167】

【表5】

	実施例	比較例	内輪材料の線膨張係数 ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)	内輪材料の密度 (g/cm^3)	転動体材料の密度 (g/cm^3)	内外輪の温度差 ($^{\circ}\text{C}$)	軸受すきまの変化量 (μm)	内輪の膨張量 (μm)	外輪の温度上昇 ($^{\circ}\text{C}$)
	21		0.000088	4.43	3.2	7	2.1	2.9	8.7
	22		0.000085	4.69	3.2	7	2.8	3.0	8.5
	131		0.000101	7.70	3.2	7	-0.7	4.9	10.8
	132		0.000125	7.83	3.2	7	-8.1	5.1	12.4
	133		0.000088	4.43	7.83	7	2.1	2.9	11.4
	134		0.000085	4.69	7.83	7	2.8	3.0	11.2
	135		0.000088	4.43	3.2	7	-5.7	4.9	11.6
	136		0.000085	4.69	3.2	7	-5.5	5.1	11.5

尚、軸受すきまは内輪と外輪の温度差が7℃に達したときの変化量で評価した。

【0168】比較例131は、外輪にSUJ2、内輪にSUS440C、転動体に Si_3N_4 を使用した場合であるが、SUS440Cの線膨張係数はチタン合金の線膨張係数に比べて大きいので、内外輪に7℃の温度差が生じた状態で軸受すきまは減少し、またSUS440Cは密度が大きいため遠心力による膨張量も大きく外輪の温度上昇も大きくなっている。比較例132は、内輪及び外輪をいずれもSUJ2で作製し、転動体を Si_3N_4 を使用した場合であるが、内輪及び外輪をいずれもSUJ2で作製しているため、軸受すきまの減少が著しく、ま

た内輪の膨張量及び外輪の温度上昇も高くなっている。

【0169】比較例133及び134は、外輪にSUJ2、内輪にチタン合金、転動体に Si_3N_4 を使用した場合であり、内輪にチタン合金を使用しているため軸受すきまは減少せず増加傾向にあり、また内輪の膨張量も小さいが、外輪の温度上昇が大きい。これは、転動体材料としてセラミックスよりも密度の大きいSUJ2を使用しているため転動体に付与される遠心力が大きくなり、その結果軌道輪の軌道面と転動体の転動面との間の摩擦が大きくなるためと考えられる。

【0170】比較例135及び136は、内輪及び外輪をいずれもチタン合金で作製し、転動体を Si_3N_4 を使用した場合であるが、内輪及び外輪を同一材料で形成しているため、内外輪の温度差が7℃の状態で評価した場合は、軸受すきまが減少して内輪の膨張量が大きくなり、その結果外輪の温度上昇も大きくなる。したがって、高速回転性を考慮すると、内外輪を同一材料で形成するのは適さないことが判る。但し、チタン合金の線膨張係数は、SUJ2の線膨張係数よりも小さいため、内輪及び外輪をいずれもSUJ2で作製した比較例132に比べると、軸受すきまの減少量が少なく済み、したがって、比較例132よりは外輪の温度上昇を若干抑制することができる。

【0171】これに対して、実施例21及び22は、内輪のチタン合金、転動体に Si_3N_4 を使用しており、内輪と外輪との間に7℃の温度差が生じた場合であっても、軸受すきまの減少を回避して増加しており、また遠心力による内輪の膨張量も比較例131～136に比べると遙に少なく、高速回転時の外輪温度上昇も10℃以下に抑制することができ、高速回転に適したものとなる。

【0172】このように本第3の実施例から明らかなように、内輪にチタン合金を使用し、外輪にSUJ2等の鋼材を使用し、転動体に Si_3N_4 を使用した組合せが工作機械等の高速回転下で使用される軸受としては最適なものとなる。

【0173】〔第4の実施例〕次に、本願出願人は、 β 型チタン合金としてのTi-15V-3Cr-3Sn-3Alを使用して円盤状試験片を作製し、Ar雰囲気中、850℃で溶体化処理を施した後、水冷し、種々の冷間加工率 η でもって冷間圧延（冷間加工）を施した。そしてその後450℃で5～8時間の時効処理を施し、時効処理後の表面硬さHvをビッカース試験機で測定した。

【0174】図6は冷間加工率 η と時効処理後のビッカース硬さHvとの関係を示す特性図である。

【0175】尚、表面硬さHv（ビッカース硬さ）と表面硬さHRC（ロックウェルC硬さ）との間には数式（3）示すような関係がある。

$$【0176】Hv = 10HRC + 30 \quad \cdots (3)$$

したがって、表面硬さHRCで57以上の硬さを確保するためには数式(3)より表面硬さHvで600以上を有していることが必要となる。

【0177】しかしながら、この図6から明らかなように冷間加工率 η が20%以下の場合は時効処理後の表面硬さHvが600以下となって十分な硬さを得ることができない。これに対して冷間加工率 η が20%以上の場合は時効処理後の表面硬さHvが600以上となって十分な硬さを有する軸受材料を得ることができ、さらに冷間加工率 η が30%以上の場合は硬さHvが600以上の安定した硬さを有する軸受材料を得ることができるこ

とが判る。

【0178】次に、本願出願人は、上記Ti-15V-3Cr-3Sn-3Alの β 型チタン合金を使用し、上述と同様の条件で溶体化処理、水冷、冷間加工等を施した後、450℃の等温下、5～50時間の時効処理を施し、表面硬さHvを測定すると共に第1の実施例と同様の条件で水中寿命試験を行った。

【0179】表6は種々の冷間加工率 η に対する硬さHvと水中寿命 L_{10} の測定結果を示している。

【0180】

【表6】

		冷間加工率 η (%)	時効時間 (Hr)	硬さ (Hv)	水中寿命 L_{10} ($\times 10^6$ cycle)
本 発 明	41	25	5	618	16.8
	42	30	5	623	17.1
	43	50	5	629	17.1
	44	80	5	631	18.9
	45	25	7	620	17.3
	46	30	7	622	18.5
	47	50	7	631	19.7
	48	80	7	638	20.1
比 較 例	141	25	50	583	4.2
	142	30	50	585	4.4
	143	50	50	590	4.5
	144	80	50	597	4.8
	145	0	5	424	1.2
	146	0	7	455	1.6
	147	0	10	451	1.4
	148	0	50	448	1.4
	149	15	5	568	4.3
	150	15	7	572	5.0
	151	15	10	572	5.1

この表6から明らかなように、比較例141～144は冷間加工率 η を25～80%に設定して冷間加工を施しており、したがって20%以上の冷間加工率 η で冷間加工を行っているが、時効処理時間Tが50時間と長時間であるため軸受材料が軟化し、却って硬さHvや水中寿命 L_{10} の低下を招来している。すなわち、比較例141～比較例144では時効処理時間Tが長すぎるため過時効状態となって硬い α 相が粗大化したり、粒界に α 相が析出し、却って硬さの低下を招来するものと思われる。

【0181】また、比較例145～比較例151は冷間加工率 η が20%以下であるため、硬さHv及び水中寿命 L_{10} に関し、耐食性が要求される特殊環境下での使用に耐え得る満足な結果を得ることができなかった。これは冷間加工率 η が低い場合には導入される転位が不均一となるため、時効処理時において α 相が β 結晶粒内に均

一且つ微細に析出しにくくなり、このため強化の程度が小さく、また、粒界に α 相が優先的に析出して粒界強度も低下して早期剥離が生じやすくなるためと考えられる。

【0182】これに対して、実施例41～実施例48は、冷間加工率 η が20%以上であり、しかも時効処理時間Tが5～7時間と短いため硬さHvが600以上を確保することができ、十分なる水中寿命 L_{10} を得ることができることが判る。

【0183】次に、本願出願人は冷間加工率 η と最高硬さに到達するまでの時効処理時間T(hr)との関係を測定した。表7はその測定結果を示す。

【0184】

【表7】

		冷間加工率 η (%)	最高硬さに到達する までの時効時間(Hr)
本 発 明	51	25	5
	52	30	5
	53	50	4
	54	70	4
比 較 例	161	0	7
	162	15	6

この表7から明らかなように、比較例161では冷間加工を施していないため最高硬さに到達するまでの時効処理時間Tが7時間を要し、比較例162では冷間加工率 η が15%と低いため前記時効処理時間Tが6時間を要するのに対し、冷間加工率 η が20%以上の実施例51～実施例54は前記時効処理時間Tが4～5時間と短く、 α 相の β 結晶粒内への析出を促進させる効果が大きいことが判る。

【0185】〔第5の実施例〕次に、本願出願人は、冷間加工を施し、次いでショットピーニング処理を施した場合と、ショットピーニング処理を施さずに冷間加工のみを施した場合とについて、冷間加工率 η と時効処理後の表面硬さとの関係について調べた。

【0186】すなわち、 β 型チタン合金としてTi-15Mo-5Zrを使用し、Ar雰囲気中750℃で溶体化処理を施した後水冷して残留 β 相単相組織とし、所定の冷間加工率 η でもって冷間圧延（冷間加工）を施した後、直圧式エアブラストマシンを使用してショットピーニング処理を施し、475℃の温度で5時間、時効処理を施し、試験片を作製した。また、同様の条件でショットピーニング処理を施さずに冷間加工のみを施した試験片を作製した。尚、冷間加工率 η は各0、5、10、15、20、30、50%に設定して夫々試験片を作製した。

【0187】ショットピーニング条件は以下の通りである。

【0188】〔ショットピーニング条件〕

ショット条件：ショット強度6A

投射材：鋳鋼

粒径：400 μ m

表面硬さHv：420

そして、このようにして作製された各々の試験片に対し、ピッカース硬さ測定機を使用して表面硬さHvを測定した。

【0189】図7は、斯かる場合の冷間加工率 η と時効処理後の表面硬さHvとの関係を示す特性図であって、

○は冷間加工後にショットピーニング処理を施した場合を示し、○は冷間加工のみを施した場合を示す。

【0190】この図7から明らかなように、冷間加工のみを施した場合は冷間加工率 η を20%以上に設定して冷間加工を施さなければ表面硬さHvが600以上の軸受材料を得ることができないのに対し、冷間加工後にショットピーニング処理を施す場合は冷間加工率 η を5%にまで低下させた場合であっても表面硬さHvが600以上の軸受材料を得ることができることが判る。そしてこれにより、冷間加工率 η が低い場合は軸受材料の芯部まで組織が硬化するのを回避することができ、良好な靱性を確保することができる。

【0191】次に、本願出願人は、上述したTi-15Mo-5Zrを β 型チタン合金を使用して上述と同様の条件で、溶体化処理→水冷→冷間圧延→ショットピーニング処理→時効処理を施し、表面硬さHv、残留圧縮応力を測定し、さらに水中寿命試験を行なった。また、比較例としてショットピーニングや冷間加工を施していない試験片を作製し、同様の試験を行なった。

【0192】ここで、残留圧縮応力の測定は、X線残留応力測定装置を使用し、測定条件は以下の通りである。

【0193】〔残留圧縮応力測定条件〕

ターゲット：Cu-K α

フィルタ：Ni

管電圧：40kV

管電流：300mA

尚、水中寿命試験は第1の実施例と同様の試験機（図4）を使用して同様の条件で行なったが、ショットピーニング処理を試験片に施した結果、軌道輪の表面粗さが大きくなったため、この表面粗さの影響を除去するため試験片の表面を研磨した後、水中寿命試験を行なった。

【0194】表8は冷間加工率 η の異なる種々の試験片に対する各々測定結果を示している。

【0195】

【表8】

	No.	製造条件			表面硬さ (Hv)	残留圧縮応力 (kg/mm ²)	水中寿命L ₁₀ ($\times 10^6$ cycle)
		冷間加工率 (%)	ショットピーニングの有無	時効処理条件			
実施例	61	5	有	475℃/5hr	603	0	17.1
	62	10	有		625	-2	17.3
	63	15	有		632	-1	17.7
	64	25	有		640	0	18.6
	65	30	有		644	0	19.5
	66	5	有		631	-3.4	19.7
	67	10	有		639	-3.1	20.1
	68	15	有		644	-3.7	20.6
	69	25	有		649	-3.7	21.3
	70	30	有		651	-3.8	21.5
比較例	171	0	無	475℃/5hr	458	0	1.6
	172	0	有		521	-2	2.2
	173	0	有		521	-3.0	4.3
	174	5	無		508	0	4.6
	175	5	無		532	-2.9	4.8

この表8から明らかなように、比較例171は冷間加工処理及びショットピーニング処理のいずれも施さずに溶

体化処理を施した後に時効処理を施したのみであるため表面硬さHvが低く、水中寿命L₁₀も短い。

【0196】比較例172は、ショットピーニング処理を施しており、 α 相が表面層に均一微細に析出するため、比較例171に比べて表面硬さHvの増加は認められるが、溶体化処理後は冷間加工が全く施されずにショットピーニング処理が施されたのみであるため表面硬さHvは600以下となって軸受に要求される表面硬さHvを得ることができない。また、比較例173は、比較例172の条件に加えて時効処理後にもショットピーニング処理を施しているため、残留圧縮応力が付与されているものの、比較例172と同様、冷間加工が全く施されていないため、軸受に要求される表面硬さHvを得ることができない。

【0197】また、比較例174は、冷間加工率 η が5%という低加工率でもって冷間加工が施されているが、ショットピーニング処理が全く施されていないため、軸受に要求される表面硬さHvを得ることができない。また、比較例175は、ショットピーニング処理が時効処理後にも施されているため、残留圧縮応力が付与されているものの、比較例174と同様、溶体化処理後に低加工率でもって冷間加工を施した後ショットピーニング処理を施すこともなく時効処理を施しているため、軸受に要求される表面硬さHvを得ることができない。

【0198】これに対して、実施例61～実施例70は、冷間加工率 η を5～30%に設定して冷間加工を施した後、ショットピーニング処理を施しているため、表面硬さHvが600以上となり、しかも水中寿命 L_{10} も比較例171～比較例175に比べ飛躍的に向上することが判る。

【0199】特に、実施例66～実施例70は、時効処理後にも再度ショットピーニング処理を施しているため、冷間加工率 η が同一の場合と比較すると更なる表面硬さHvの増加をもたらすと共に、軸受材料には残留圧縮応力が付与され、その結果水中寿命 L_{10} の向上を図ることができることが判る。

【0200】尚、実施例64、65、69及び70は、冷間加工率 η が20%以上に設定されているため、軸受材料の芯部まで硬化して靱性が低下する虞もあるが、表面硬さHvは600以上を確保することができ、水中寿命 L_{10} が低下することもない。したがって、靱性が要求される部位に転がり軸受を使用する場合は冷間加工率 η を5～20%に設定してショットピーニング処理を施した軸受材料を使用するのが望ましく、靱性が余り重要視されず表面硬さが重要視される部位に転がり軸受を使用する場合は、上記第4の実施例と同様、冷間加工率 η を20%以上に設定してショットピーニングを施さずに時効処理を施すのが望ましい。また、特に疲労強度の向上

を図りたい場合は、時効処理後にショットピーニング処理を施して軸受材料に残留圧縮応力を付与するのが望ましい。

【0201】〔第6の実施例〕本願出願人は、時効処理時間Tと残留 β 相及び表面硬さHvの関係、及び異物混入条件下における残留 β 相と軸受寿命との関係について調べた。

【0202】すなわち、 β 型チタン合金としてTi-15V-3Cr-3Sn-3Alを使用し、Ar雰囲気下、800℃で溶体化処理を施し水冷して残留 β 相単相とした後、冷間加工率 η を50%に設定して冷間圧延処理を施し、その後時効処理温度を450℃に設定し、異なる時効処理時間Tでもって時効処理を行い、(α + β)組織からなる種々の試験片を作製し、残留 β 相の定量及び表面硬さHvの測定を行なった。

【0203】すなわち、まず、60%過酸化水素-10%フッ化水素酸水溶液を使用して化学研磨を施し、試験片表面に形成された加工層を約50 μ m程度除去し、次いでX線回析装置を使用し、Co-K α 線をターゲットとして残留 β 相の体積比(vol%)を算出した。尚、X線回析装置はX線回析装置ガイガーフレックスRAD-II I(理学製))を使用した。

【0204】また、表面硬さHvは第4及び第5の実施例と同様、ピッカース試験機を使用して測定した。

【0205】図8は時効処理時間Tと残留 β 相及び表面硬さHvの関係を示す特性図である。

【0206】この図8から明らかなように、時効処理時間Tが増加すると α 相の析出により残留 β 相が減少していく傾向にあり、特に時効処理時間Tが1時間を超えると残留 β 相の体積比が急激に減少していくのが判る。

【0207】一方、時効処理時間Tと表面硬さHvとの関係においては、時効処理時間Tが1時間を超過し、 α 相の析出が顕著になると表面硬さHvの増加も顕著になる。しかしながら、時効処理時間Tが10時間を超えると α 相は継続的に増加するため残留 β 相の体積比は低下する一方で、表面硬さHvは連続的に低下しており、したがって、10時間以上の時間を要して時効処理を施しても過時効状態になることが判る。

【0208】次に、本願出願人は、図8の各時効段階における残留 β 相を含有した転がり軸受について、上述した図4の水中スラスト寿命試験機を使用して水中寿命試験を行った。

【0209】尚、水中寿命試験の試験条件は以下の通りである。

【0210】

(試験条件)

試験軸受	: スラスト玉軸受(呼び番号51305)
回転軸の回転数	: 1000rpm
試験荷重	: 150kgf

転動体材質 : Si_3N_4
 保持器材質 : フッ素樹脂
 異物 : Fe_3C 系粉体を水中に300ppm混入
 異物の粒径 : $74 \sim 147 \mu\text{m}$
 異物の表面硬さHRC : 52

尚、水中寿命 L_{10} は、各試験片についてその10%が、顕微鏡又は肉眼で視認できるクラック又は剥離が発生した時点水中における寿命と判定し、この時点に達するまでの累積回転数をもって寿命を定量的に評価した。

【0211】図9は図8における各時効段階における残留 β 相と水中寿命 L_{10} との関係を示す特性図である。

【0212】この図9から明らかなように、残留 β 相が体積比で30 vol%未満の場合は硬質である α 相が残留 β 相に比べて多いにも拘わらず水中寿命 L_{10} が極端に低い。これは上述したように試験片が過時効状態となって α 相が粗大化したり β 相粒界に α 相が析出したため急速な軟化が生じ、軸受としての硬さが不足し、また残留 β 相が少ないため異物により生じ得る圧痕部の応力緩和効果が小さい。一方、溶体化処理後の急冷した状態では組織は残留 β 相単相であるため、残留 β 相が体積比で80 vol%を超える場合は時効処理としては初期段階に相当し、試験片が十分に硬化しておらず、したがって十分な表面硬さHvを得ることもできず水中寿命 L_{10} も極端に低くなる。

【0213】これに対して残留 β 相が体積比で30 vol%～80 vol%の範囲にある場合は、異物が混入した潤滑条件下であっても残留 β 相が異物によって生じた圧痕部の応力を緩和し、また、 α 相の析出程度が理想的な状態となって600以上の表面硬さHvと安定した高い水中寿命 L_{10} を得ることができることが判る。

【0214】次に、本願出願人は β 型チタン合金としてTi-15Mo-5Zr、($\alpha+\beta$)型チタン合金としてTi-6Al-4Vを使用し、熱処理条件(溶体化処理及び時効処理)や冷間加工率 η の異なる種々の試験片を作製し、残留 β 相の体積比(vol%)、表面硬さHv及び上述と同様の異物混入の潤滑条件下で水中寿命 L_{10} を測定した。

【0215】表9はこれら β 型チタン合金の製造条件及び各々測定結果を示したものである。

【0216】

【表9】

No.	合金種	溶体化処理温度(℃)	冷間加工率(%)	時効温度(℃)	時効時間(Hr)	表面硬さ(Hv)	残留 β 相(vol%)	水中寿命 L_{10} ($\times 10^6$ cycle)
71	Ti-15Mo-5Zr (β 型チタン)	750℃水冷	50	475	3	615	75	9.3
72		750℃水冷	50	475	5	625	59	10.1
73		750℃水冷	50	475	7	630	51	10.4
74		750℃水冷	50	475	10	621	45	9.8
75		750℃水冷	30	475	3	608	78	8.9
76		750℃水冷	30	475	5	611	70	9.2
77		750℃水冷	30	475	7	615	64	9.3
78		750℃水冷	30	475	10	609	58	9.5
181	Ti-15Mo-5Zr (β 型チタン)	750℃水冷	50	400	5	658	—	1.3
182		750℃水冷	50	400	7	666	—	1.4
183		750℃水冷	50	550	5	573	50	3.5
184		750℃水冷	50	550	7	561	45	2.8
185	Ti-6Al-4V	950℃水冷	0	540	4	421	58	0.8
186	(($\alpha+\beta$)型チタン)	900℃水冷	0	540	4	423	43	0.9
実施例								
比較例								

この表9から明らかなように、比較例181及び比較例182は600以上の表面硬さHvが得られるものの、水中寿命 L_{10} が極めて低い結果となった。これは、比較例181及び比較例182においては、表面硬さ自体は高硬度となるものの、時効処理温度が400℃と低すぎるため晩化相である ω 相が形成され、その結果塑性変形

能が小さく、異物により生じた圧痕のエッジ部への応力集中が大きくなり、早期剥離が生じるためと考えられる。

【0217】尚、本比較例181及び比較例182では残留 β 相が算出されていないが、これは ω 相が析出しているため残留 β 相の正確な定量ができないためである。しかしながら、 ω 相は極めて脆性的な性質を有するため残留 β 相が体積比で30～80 vol%の範囲であっても ω 相が組織に悪影響を及ぼす。このため、 ω 相が微量でも析出するような条件での時効処理は回避すべきである。

【0218】また、比較例183及び比較例184は、時効処理温度が550℃と高く設定され過ぎているため、 α 相が残留 β 相粒界に層状に析出したり β 相粒界内に析出する α 相が粗大化して十分に時効硬化していないことが判る。

【0219】比較例185及び比較例186は、チタン合金として($\alpha + \beta$)型チタン合金を使用している場合である。($\alpha + \beta$)型チタン合金においては、溶体化処理後の急冷で形成される組織がマルテンサイト組織又は($\alpha + \beta$)の二相組織となって冷間加工が不可能な組織となる。したがって、冷間加工を施すことができずその後時効処理を施しても表面硬さHvが低く水中寿命 L_{10} も極端に低いものとなった。

【0220】これに対して実施例71～実施例78は、時効処理温度を本合金の最適時効温度である475℃に設定し、時効処理時間を3～10時間に設定して残留 β 相を種々変えたものであり、いずれも600以上の表面硬さHvを有すると共に水中寿命 L_{10} も比較例に比べて飛躍的に向上しており、耐食性が要求され且つ異物が混入する潤滑条件下で好適した転がり軸受を得ることができる。

【0221】

【発明の効果】以上詳述したように本発明に係る転がり軸受は、外輪と内輪とからなる軌道輪と、前記外輪と前記内輪との間に転動自在に配設された転動体とを備えた転がり軸受において、前記軌道輪の内の少なくとも内輪がチタン合金で形成されると共に、転動体がセラミックスで形成されているので、ステンレス鋼等の鋼製材料を軌道輪に使用した場合に比べ、耐食性が大幅に向上し、海水、化学薬品などの耐食性の要求される食品機械や半導体製造装置、化学繊維製造機等に好適した転がり軸受を得ることができる。

【0222】また、線膨張係数が小さく且つ密度の小さいチタン合金を内輪材料に使用することにより、高速回転時における外輪の温度上昇を防ぐことができ、高速回転が要求される工作機械に好適した転がり軸受を得ることができる。

【0223】さらに加えて、本発明は全軸受材料をセラミックスで形成した場合に比べ、コストが高騰するのを回避することもできる。

【0224】また、軌道輪を構成する内輪又は外輪の内の少なくとも一方を β チタン合金で形成し且つ冷間加工率 η を20%以上に設定することにより、 β 結晶粒内に α 相が析出して硬さが上昇し、軸受強度が増大して軸受の耐久性向上を図ることができる。

【0225】また、 β 型チタン合金の冷間加工率 η が5%～20%に設定され、且つ冷間加工後にショットピーニング処理が施されることにより、析出する α 相が微細析出して靱性を損なうことなく表面層のみの大幅な硬さ増大を図ることができる。さらに、時効処理後にもショットピーニング処理を施すことにより、残留圧縮応力が付与され特殊環境下での軸受寿命向上を図ることができる。

【0226】さらに、前記 β 型チタン合金中の残留 β 相が体積比で30～80%に設定されることにより、異物混入下での潤滑条件でも軌道輪の表面に形成される圧痕のエッジ部の応力集中を緩和することができ、異物混入下の潤滑条件においても耐食性に優れ且つ長寿命を有する転がり軸受を得ることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明に係る転がり軸受の第2の実施の形態における製造方法を示す製造工程図である。

【図2】本発明に係る転がり軸受の第3の実施の形態における製造方法を示す製造工程図である。

【図3】第3の実施の形態の変形例における製造方法の製造工程図である。

【図4】水中寿命試験に供される水中寿命試験装置の内部構造図である。

【図5】高速回転試験に供される高速回転試験装置の断面図である。

【図6】第4の実施例における冷間加工率 η と時効処理後の硬さ(Hv)との関係を示す特性図である。

【図7】第5の実施例における冷間加工率 η と時効処理後の硬さ(Hv)との関係を示す特性図である。

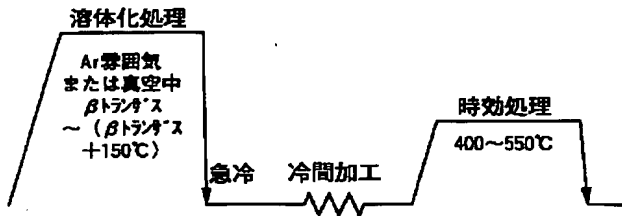
【図8】第6の実施例における時効処理時間と残留 β 相及び表面硬さHvの関係を示す特性図である。

【図9】第6の実施例における残留 β 相と水中寿命 L_{10} との関係を示す特性図である。

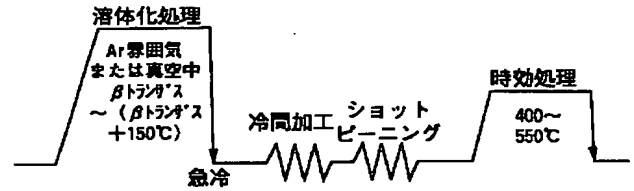
【符号の説明】

- 3 内輪
- 4 外輪
- 5 転動体
- 12 外輪
- 13 内輪
- 14 転動体

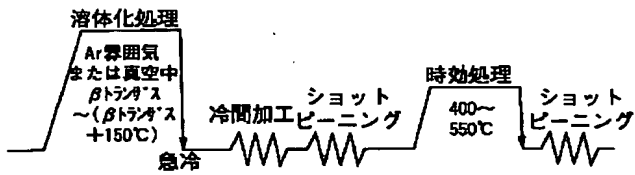
【図1】



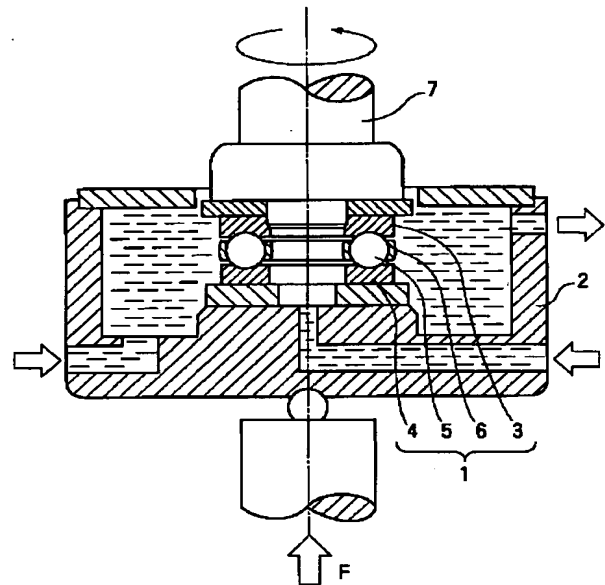
【図2】



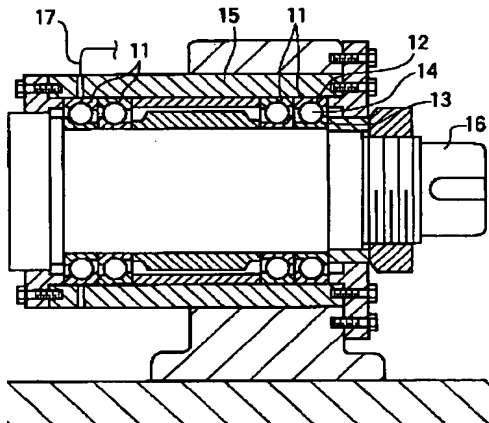
【図3】



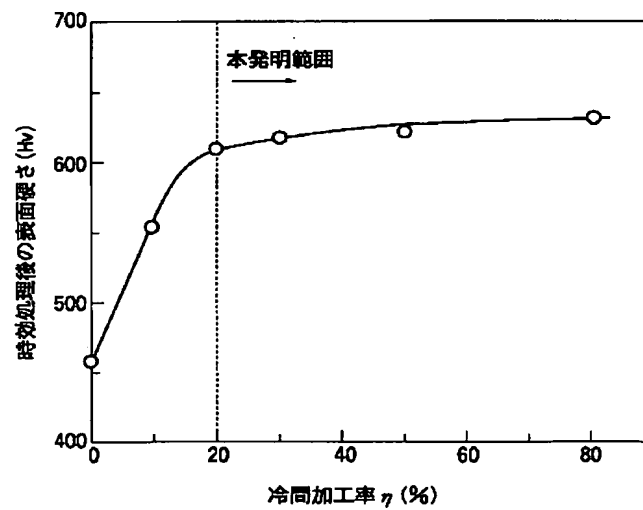
【図4】



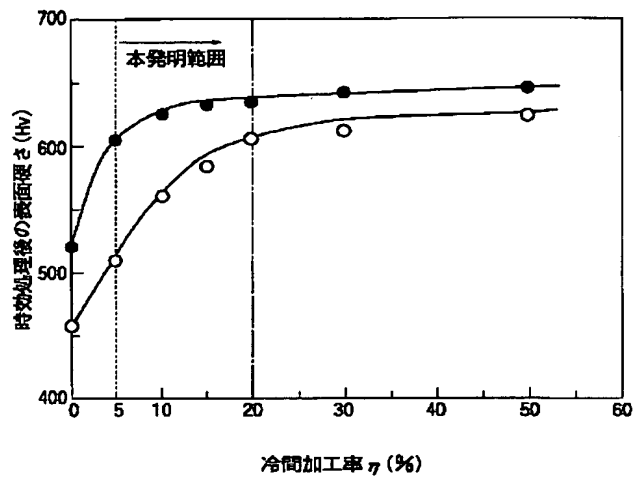
【図5】



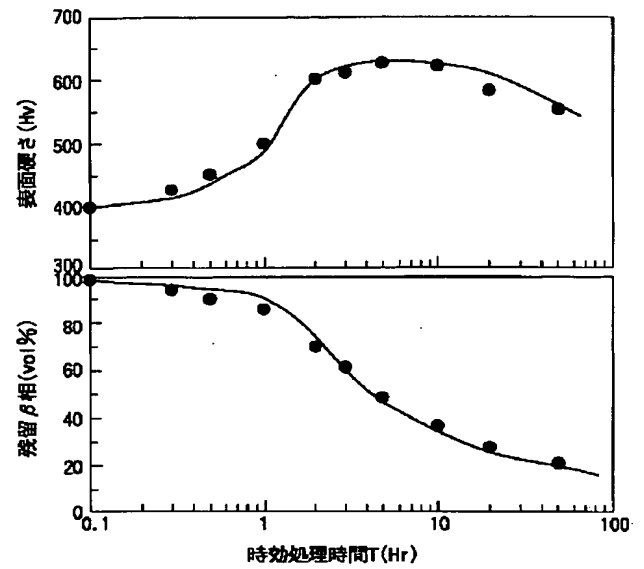
【図6】



【図7】



【図8】



【図9】

